

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **08283900 A**

(43) Date of publication of application: **29.10.96**

(51) Int. Cl

**C22C 38/00**

**C21D 8/00**

**C21D 9/00**

**C22C 38/14**

**C22C 38/58**

(21) Application number: **07089546**

(22) Date of filing: **14.04.95**

(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**

(72) Inventor: **YAMAMOTO KOICHI  
YOSHIDA TAKU  
CHIJIWA RIKIO**

**(54) ROLLED SHAPE STEEL FOR REFRactory USE  
AND ITS PRODUCTION**

**(57) Abstract:**

**PURPOSE:** To produce a wide flange shape excellent in refractoriness and toughness by dispersing fine grains of Mg oxide in a cast slab at the time of subjecting a molten low carbon steel of specific composition to preliminary deoxidation, to component regulation, and to casting and then rolling the resultant cast slab into wide flange shape, etc.

**CONSTITUTION:** A molten low carbon steel, containing, by weight, 0.02-0.10% C, 0.05-0.50% Si, 0.4-1.8% Mn, 0.005-0.05% Nb, <0.004% N, and <0.004% Al or further containing one or more kinds among specific small amounts of Mo, Cr, Cu, Ni, and V, is used. After this

molten low carbon steel is preliminarily deoxidized to regulate the amount of dissolved oxygen to 0.003-0.015%, the regulation of components is performed adding Ti, B, and Mg. Then, the resultant molten steel is cast into a steel slab containing Mg oxide of 23 $\mu$ m by 50 pieces/mm<sup>2</sup>. The cast slab is reheated to 1200-1300°C and hot-rolled into a wide flange shape. The surface of a flanged part is water-cooled to 2700°C. After rolling is performed by repeating a water cooling - rolling process, where rolling is performed in the course of recuperation between subsequent rolling passes, one or more times, cooling is performed down to 700-400°C at (0.5 to 10)°C/sec cooling rate, followed by air cooling.

**COPYRIGHT:** (C)1996,JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-283900

(43)公開日 平成8年(1996)10月29日

(51)Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 22 C 38/00	301		C 22 C 38/00	301 A
C 21 D 8/00		9270-4K	C 21 D 8/00	B
9/00	102	9352-4K	9/00	102 A
C 22 C 38/14			C 22 C 38/14	
38/58			38/58	

審査請求 未請求 請求項の数4 OL (全12頁)

(21)出願番号 特願平7-89546

(22)出願日 平成7年(1995)4月14日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 山本 広一

大阪府堺市築港八幡町1番地 新日本製鐵  
株式会社堺製鐵所内

(72)発明者 吉田 順

大阪府堺市築港八幡町1番地 新日本製鐵  
株式会社堺製鐵所内

(72)発明者 千々岩 力雄

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式  
会社君津製鐵所内

(74)代理人 弁理士 石田 敬 (外3名)

(54)【発明の名称】 耐火用圧延形鋼およびその製造方法

(57)【要約】

【目的】 建造物の構造部材に用いる耐火性と韌性の優れたフランジを有する形鋼、例えばH形鋼を微量BとNbの添加に加えMg系酸化物を分散させた鋳片を素材とし、これを加速冷却型制御圧延により製造する。

【構成】 低窒素化、Ti、B、Nb及びMg合金等の添加と鋳込み後の冷却速度の制御により鋳片にMg系複合酸化物を微細分散させることにより、圧延加熱時のγの細粒化と焼入性の上昇効果と、さらに加速冷却型制御圧延の効果を高めることにより組織微細化を行い、耐火性の優れた圧延形鋼を製造する。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量% でC:0.02~0.10%、  
 Si:0.05~0.50%、  
 Mn:0.4~1.8%、  
 Mo:0.4~1.0%、  
 Nb:0.005~0.05%  
 N:0.004%以下、  
 Al:0.004%以下、  
 を含み、残部がFeおよび不可避不純物からなる溶鋼を、予備脱酸処理によって、溶存酸素を重量%で0.003~0.015%に調整後、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.0030%およびMg:0.001~0.005%を順次添加して成分調整した該溶鋼を铸込んだ铸片内に大きさ3μm以下のMg系酸化物を50個/mm<sup>2</sup>以上含有する铸片を熱間圧延して製造したことを特徴とする耐火用圧延形鋼。

【請求項2】 重量% でC:0.02~0.10%、  
 Si:0.05~0.50%、  
 Mn:0.4~1.8%、  
 Mo:0.4~1.0%、  
 Nb:0.005~0.05%  
 N:0.004%以下、  
 Al:0.004%以下、  
 を含み、加えてCr:1.0%以下、Cu:0.7%以下、Ni:2.0%以下、V:0.1%以下のいずれかの1種または2種以上を含有し残部がFeおよび不可避不純物からなる溶鋼を、予備脱酸処理によって、溶存酸素を重量%で0.003~0.015%に調整後、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.0030%およびMg:0.001~0.005%を順次添加して成分調整した該溶鋼を铸込んだ铸片内に大きさ3μm以下のMg系酸化物を50個/mm<sup>2</sup>以上含有する铸片を熱間圧延して製造したことを特徴とする耐火用圧延形鋼。

【請求項3】 重量% でC:0.02~0.10%、  
 Si:0.05~0.50%、  
 Mn:0.4~1.8%、  
 Mo:0.4~1.0%、  
 Nb:0.005~0.05%  
 N:0.004%以下、  
 Al:0.004%以下、  
 を含み、残部がFeおよび不可避不純物からなる溶鋼を、予備脱酸処理によって、溶存酸素を重量%で0.003~0.015%に調整後、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.0030%およびMg:0.001~0.005%を順次添加して成分調整した該溶鋼を铸込んだ铸片内に大きさ3μm以下のMg系酸化物を50個/mm<sup>2</sup>以上含有する铸片を1200~1300℃の温度域に再加熱した後に圧延を開始し、圧延工程で形鋼のフランジ表面温度を700℃以下に水冷し、以降の圧延パス間の復熱過程で圧延する水冷・圧延工程を一回以上繰り返し圧延し、圧延終了後に0.5~10℃/sの冷却速度で700~400℃まで冷却し放冷することを特徴とする耐火用圧延形鋼の製造方法。

【請求項4】 重量% でC:0.02~0.10%、  
 Si:0.05~0.50%、  
 Mn:0.4~1.8%、  
 Mo:0.4~1.0%、  
 Nb:0.005~0.05%  
 N:0.004%以下、  
 Al:0.004%以下、  
 を含み、加えてCr:1.0%以下、Cu:0.7%以下、Ni:2.0%以下、V:0.1%以下のいずれかの1種または2種以上を含有し残部がFeおよび不可避不純物からなる溶鋼を、予備脱酸処理によって、溶存酸素を重量%で0.003~0.015%に調整後、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.0030%およびMg:0.001~0.005%を順次添加して成分調整した該溶鋼を铸込んだ铸片内に大きさ3μm以下のMg系酸化物を50個/mm<sup>2</sup>以上含有する铸片を1200~1300℃の温度域に再加熱した後に圧延を開始し、圧延工程で形鋼のフランジ表面温度を700℃以下に水冷し、以降の圧延パス間の復熱過程で圧延する水冷・圧延工程を一回以上繰り返し圧延し、圧延終了後に0.5~10℃/sの冷却速度で700~400℃まで冷却し放冷することを特徴とする耐火用圧延形鋼の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、建造物の構造部材として用いられる耐火性、韌性の優れた圧延H形鋼等フランジを有する圧延形鋼と制御圧延による圧延形鋼の製造方法に係わるものである。

## 【0002】

【従来の技術】 建築物の超高層化、建築設計技術の高度化などから耐火設計の見直しが建設省総合プロジェクトにより行われ、昭和62年3月に「新耐火設計法」が制定された。この規定により、旧法令による火災時に鋼材の温度を350℃以下にするように耐火被覆するとした制限が解除され、鋼材の高温強度と建築物の実荷重とのかねあいにより、それに適合する耐火被覆方法を決定できるようになった。即ち600℃での設計高温強度を確保できる場合はそれに見合い耐火被覆を削減できるようになった。

【0003】 このような動向に対応し、先に特開平2-77523号公報の耐火性の優れた建築用低降伏比鋼および鋼材並びにその製造方法が提案されている。この先願発明の要旨は600℃での降伏点が常温時の70%以上となるようにMo、Nbを添加し高温強度を向上させたものである。鋼材の設計高温強度を600℃に設定したのは、合金元素による鋼材費の上昇とそれによる耐火被覆施工費との兼ね合いから最も経済的であるという知見に基づいたものである。

【0004】 また、従来は鋼のAl脱酸は溶製過程の初期段階でAl添加され、溶鋼の脱酸と生成したAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を浮上分離し高清浄化することを目的にしていた。即

ち、如何に溶鋼の酸素濃度を下げ、鋼中の粗大な一次脱酸酸化物個数を減らすかに主题がおかれていた。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明者等は前述の先願技術によって製造された鋼材を各種の形鋼、特に複雑な形状から厳しい圧延造形上の制約を有するH形鋼の素材に適用することを試みた結果、ウェブ、フランジ、フィレットの各部位での圧延仕上げ温度、圧下率、冷却速度に差が生じることから、部位により組織、特にベイナイト割合が著しく異なり、常温・高温強度、延性、韌性がバラツキ、溶接構造用圧延鋼材(JIS G3106)等の規準に満たない部位が生じた。また、粒内フェライトの生成による組織微細化では、フェライトの組織割合が比較的高い成分では効果的であるが、ベイナイトの割合が高くなると組織の微細化が困難となる欠点があった。

【0006】上記の課題を解決するためには、圧延時の加熱温度1200~1300℃でも $\gamma$ 粒径をASTM No.で6番以上に細粒化できればベイナイト割合の高い組織でも組織微細化が可能となるので、この $\gamma$ 細粒化法の開発が課題となる。この目的を達成するには高温で分解せず安定に存在する、微細な析出物を分散分布させ、これにより成長する $\gamma$ 粒界をピンニングし、 $\gamma$ 粒成長を抑制し細粒化する方法が考えられる。本発明はこの析出物としてMg系酸化物が効果的であることを見出しこれらを微細晶出・析出させた鋼を開発することを指向した。

【0007】加えて、従来の耐火鋼では600℃における高温強度を保証していたが、本発明では、建築物の耐火被覆の非被覆化の適用範囲を広げることを目的として、より高温(700℃)での高温強度を保証できる耐火鋼を開発することが課題である。本発明は従来の発想とは異なり、製鋼過程における脱酸材の選択、その添加順序及び凝固過程の冷却制御により酸化物の組成とサイズ、分散密度を制御し、生成させた酸化物を異相析出の優先析出サイトとし活用する点にある。本願出願人は先に特願平6-11705号で、前記酸化物を粒内フェライト変態核として機能させ、粒内フェライトの生成により組織を微細し、H形鋼の部位間の材質特性の均質化と高韌性化を達成した発明が記されている。本発明はこれとは異なり、高温安定性の高い微細なMg系酸化物(主としてMgO)を高密度分散させ、これらの析出物を圧延加熱時の1200~1300℃での $\gamma$ 粒の粒成長を抑制するためのピンニングサイトとして機能させ、 $\gamma$ 粒の細粒化により組織を微細化することによりH形鋼の部位間の材質特性の均質化と高韌性化を達成することと、低窒素化と微量Nb、B添加により700℃での降伏強度がJIS規格のSM490鋼での常温における降伏点の下限値325MPaの2/3の220MPa以上となる高温高強度化を達成することを特徴としている。

【0008】また、製造法におけるTMCPの特徴は厚

鋼板で多く行われている低温・大圧下圧延とは異なり、形鋼における軽圧下の熱間圧延においても効率的に組織の細粒化が可能となるように圧延バス間で水冷し、水冷、圧延、水冷とを繰り返す工程をとる方法にある。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明は、組織を微細化することを目的とし、①製鋼過程において適正な脱酸処理を行い、溶鋼の高清浄化、溶存酸素濃度の規制、Ti添加、最後にSi-Mg合金及びNi-Mg合金を添加する添加順序とMg添加量の限定を行い、鋳片に微細なMg系酸化物を微細分散させた鋳片を圧延しH形鋼としたものと、該鋳片を素材として②熱間圧延バス間で水冷することにより、H形鋼のフランジの表面と内部に温度差を与えて、軽圧下条件下においても、より高温の内部への圧下浸透を高め、 $\alpha$ 生成核となる加工転位を導入し、板厚中央部での組織の微細化が達成できる圧延中水冷方法を開発した。加えて、圧延後の $\gamma$ / $\alpha$ 変態温度域を冷却制御することにより、その核生成させたフェライトの粒成長を抑制する方法によればミクロ組織の細粒化ができ、高能率

10で製造コストの安価な耐火用圧延形鋼の生産が可能であると言う知見に基づき前記課題を解決したもので、その要旨とするところは、以下のとおりである。

(1) 重量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.05~0.50%、Mn:0.4~1.8%、Mo:0.4~1.0%、Nb:0.005~0.05%、N:0.04%以下、Al:0.004%以下を含み、残部がFeおよび不可避不純物からなる溶鋼を、予備脱酸処理によって、溶存酸素を重量%で0.003~0.015%に調整後、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.0030%、およびMg:0.001~0.005%を順次添加して成分調整した該溶鋼を鋳込んだ鋳片内に大きさ3 $\mu$ m以下のMg系酸化物を50個/mm<sup>2</sup>以上含有する鋳片を熱間圧延して製造した耐火用圧延形鋼。

(2) 重量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.05~0.50%、Mn:0.4~1.8%、Mo:0.4~1.0%、Nb:0.005~0.05%、N:0.04%以下、Al:0.004%以下を含み、加えてCr:1.0%以下、Cu:0.7%以下、Ni:2.0%以下、V:0.1%以下のいずれかの1種または2種以上を含有し残部がFeおよび不可避不純物からなる溶鋼を、予備脱酸処理によって、溶存酸素を重量%で0.003~0.015%に調整後、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.0030%およびMg:0.001~0.005%を順次添加

20して成分調整した該溶鋼を鋳込んだ鋳片内に大きさ3 $\mu$ m以下のMg系酸化物を50個/mm<sup>2</sup>以上含有する鋳片を熱間圧延して製造した耐火用圧延形鋼。

(3) 重量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.05~0.50%、Mn:0.4~1.8%、Mo:0.4~1.0%、Nb:0.005~0.05%、N:0.04%以下、Al:0.004%以下を含み、残部がFeおよび不可避不純物からなる溶鋼を、予備脱酸処理によって、溶存酸素を重量%で0.003~0.015%に調整後、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.0030%、およびMg:0.001~0.005%を順次添加して成分調整した該溶鋼を鋳込んだ鋳片内に大きさ3 $\mu$ m以下のMg系酸化物を50個/mm<sup>2</sup>以上含有する鋳

30片を熱間圧延して製造した耐火用圧延形鋼。

(2) 重量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.05~0.50%、Mn:0.4~1.8%、Mo:0.4~1.0%、Nb:0.005~0.05%、N:0.04%以下、Al:0.004%以下を含み、加えてCr:1.0%以下、Cu:0.7%以下、Ni:2.0%以下、V:0.1%以下のいずれかの1種または2種以上を含有し残部がFeおよび不可避不純物からなる溶鋼を、予備脱酸処理によって、溶存酸素を重量%で0.003~0.015%に調整後、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.0030%およびMg:0.001~0.005%を順次添加して成分調整した該溶鋼を鋳込んだ鋳片内に大きさ3 $\mu$ m以下のMg系酸化物を50個/mm<sup>2</sup>以上含有する鋳片を熱間圧延して製造した耐火用圧延形鋼。

(3) 重量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.05~0.50%、Mn:0.4~1.8%、Mo:0.4~1.0%、Nb:0.005~0.05%、N:0.04%以下、Al:0.004%以下を含み、残部がFeおよび不可避不純物からなる溶鋼を、予備脱酸処理によって、溶存酸素を重量%で0.003~0.015%に調整後、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.0030%、およびMg:0.001~0.005%を順次添加して成分調整した該溶鋼を鋳込んだ鋳片内に大きさ3 $\mu$ m以下のMg系酸化物を50個/mm<sup>2</sup>以上含有する鋳

片を1200~1300℃の温度域に再加熱した後に圧延を開始し、圧延工程で形鋼のフランジ表面温度を700℃以下に水冷し、以降の圧延パス間の復熱過程で圧延する水冷・圧延工程を一回以上繰り返し圧延し、圧延終了後に0.5~10℃/sの冷却速度で700~400℃まで冷却し放冷する耐火用圧延形鋼の製造方法。

(4) 重量%で、C:0.02~0.10%、Si:0.05~0.50%、Mn:0.4~1.8%、Mo:0.4~1.0%、Nb:0.005~0.05%、N:0.04%以下、Al:0.004%以下を含み、加えてCr:1.0%以下、Cu:0.7%以下、Ni:2.0%以下、V:0.1%以下のいずれかの1種または2種以上を含有し残部がFeおよび不可避不純物からなる溶鋼を、予備脱酸処理によって、溶存酸素を重量%で0.003~0.015%に調整後、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.0030%およびMg:0.001~0.005%を順次添加して成分調整した該溶鋼を鋳込んだ鋳片内に大きさ3μm以下のMg系酸化物を50個/mm<sup>2</sup>以上含有する鋳片を1200~1300℃の温度域に再加熱した後に圧延を開始し、圧延工程で形鋼のフランジ表面温度を700℃以下に水冷し、以降の圧延パス間の復熱過程で圧延する水冷・圧延工程を一回以上繰り返し圧延し、圧延終了後に0.5~10℃/sの冷却速度で700~400℃まで冷却し放冷する耐火用圧延形鋼の製造方法。

#### 【0010】

【作用】鋼材の高温強度は鉄の融点のほぼ1/2の温度の700℃以下では常温での強化機構とほぼ同様であり、①フェライト結晶粒径の微細化、②合金元素による固溶体強化、③硬化相による分散強化 ③微細析出物による析出強化等によって支配される。一般に高温強度の上昇にはMo、Crの添加による析出強化と転位の消失抑制による高温での軟化抵抗を高めることにより達成されている。しかしMo、Crの添加は著しく焼き入れ性を上げ、母材のフェライト+パーライト組織をベイナイト組織に変化させる。ベイナイト組織を生成し易い成分系鋼を圧延H形鋼に適用した場合は、その特異な形状からウェブ、フランジ、フィレットの各部位で、圧延仕上げ温度、圧下率、冷却速度に差を生じるため、各部位によりベイナイト組織割合が大きく変化する。その結果として常温・高温強度、延性、韌性がバラツキ、規準に満たない部位が生じる。加えて、これらの元素の添加により溶接部を著しく硬化させ、韌性を低下させる。

【0011】本発明の特徴は、製鋼工程において、脱酸の制御、鋳込み後の冷却速度を規制し、鋳片内に多数の微細なMg系酸化物を晶出・分散させた鋳片により、圧延加熱時のγ粒径を細粒化した状態から圧延し、耐火性・韌性に優れたH形鋼を得ることである。加えて本発明では、熱間圧延工程において、熱間圧延パス間でフランジ表面を水冷し、その復熱時に圧延することを繰り返すことによりフランジの板厚中心部に圧下浸透効果を付与し、この部位においてもTMC Pによる組織微細化効果を高め、この組織微細化によりH形鋼の各部位における

母材の機械特性を向上するとともに均一化を達成するものである。

【0012】以下に本発明形鋼の成分範囲と制御条件の限定理由について述べる。まず、Cは鋼の強化するため添加するもので、0.02%未満では構造用鋼として必要な強度が得られず。また、0.10%を超える過剰の添加は、母材韌性、耐溶接割れ性、溶接熱影響部（以下HAZと略記）韌性などを著しく低下させるので、下限を0.02%、上限を0.10%とした。

【0013】次に、Siは母材の強度確保、溶鋼の予備脱酸などに必要であるが、0.50%を超えるとHAZ組織内に硬化組織の高炭素島状マルテンサイトを生成し、溶接縫手部韌性を著しく低下させる。また、0.05%未満では必要な溶鋼の予備脱酸ができないためSi含有量を0.05~0.50%の範囲に限定した。Mnは母材の強度、韌性の確保には0.4%以上の添加が必要であるが、溶接部の韌性、割れ性などの許容できる範囲で上限を1.8%とした。

【0014】Moは母材強度および高温強度の確保に有効な元素である。0.4%未満ではMo炭化物（Mo<sub>2</sub>C）の析出が不十分で強化作用を持たないため十分な高温強度が確保できず、1.0%超では焼き入れ性が上昇しすぎ母材及びHAZの韌性が劣化するため0.4~1.0%に制限した。NbはNb炭化物の析出による強化と固溶NbとBの共存により著しく焼入性を上昇させ常温・高温強度を増加させる目的で添加している。したがって、Nb:0.05%未満ではNb炭化物の析出不足となるが、Nb:0.05%を超える添加では粗大なNb炭化物を生成し、母材及び溶接部韌性を低下させるために0.005~0.05%に制限した。

【0015】Nは窒化物を生成し、析出強化および粒径の制御作用を有するが、固溶Nはフェライトを強化し、またベイナイト相のラス境界に高炭素島状マルテンサイトを形成させ韌性を劣化させるためN含有量0.004%以下に制限した。Alを0.004%以下としたのは、Alは強力な脱酸元素であり、0.004%超の含有ではAl含有量の多い粒子径の大きなAl-Mg系複合酸化物を生成し、微細な3μm以下のMg系酸化物が形成されず、高温再加熱時においてのγ細粒化ができないためAlを0.004%以下とした。

【0016】成分を調整した溶鋼を予備脱酸処理を行い溶存酸素を重量%で0.003~0.015%に調整するのは、溶鋼の高清浄化と同時に鋳片内に微細なMg系酸化物を晶出させるために行うものである。予備脱酸後の[0]濃度が0.003%未満では微細な酸化物が減少し、細粒化できず韌性を向上できない。一方、0.015%を超える場合は、他の条件を満たしていても、酸化物が3μm以上の大きさに粗大化し脆性破壊の起点となり、韌性を低下させるために予備脱酸後の[0]濃度を重量%で0.003~0.015%に限定した。

【0017】予備脱酸処理は真空脱ガス、Al、Si、

Mg脱酸により行った。その理由は真空脱ガス処理は直接溶鋼中の酸素をガスおよびCOガスとして除去し、Al、Si、Mgなどの強脱酸により生成する酸化物系介在物は浮上、除去しやすく溶鋼の清浄化に有効なためである。次に上述の溶鋼にTi、B、Mgと順次添加するのは、Bは微量であり溶存酸素により容易に酸化されスラグに吸収されるため歩留まりが低下するため、予めTi脱酸により溶存酸素量を低減した後に添加し歩留まりを向上させるためである。また、Mgを最後に添加するのは、Mgは強力脱酸元素であり、先に生成したTi酸化物とMgを反応させ酸素を奪い微細なMgOを形成させるためである。

【0018】さらに、Mg合金の添加により重量%でMg:0.001~0.005%に調整した溶鋼を後述する一定の铸造冷却速度で铸込む。TiはTiNの析出により固溶Nを低減することにより、BNの析出を抑制し、固溶B量を増加させBによる焼入性上昇効果を高めるために添加するものである。加えて、分散析出したTiNにより $\gamma$ 相を細粒化するために添加するものである。これらの作用により常温・高温強度を上昇させる。従って、0.005%未満ではTiNの析出量が不足し、これらの効果を發揮しないためTi量の下限値を0.005%とした。しかし0.025%を超えると過剰なTiはTiCを析出し、その析出硬化により母材および溶接熱影響部の韌性を劣化させるため0.025%以下に制限した。

【0019】Bは微量添加で焼入性を上昇させ強度上昇に寄与する。ただし0.0005%未満ではその効果は十分ではなく、また0.0030%を超えると鉄ボロン化合物を生成し焼入性を低減する。したがって、B含有量を0.0005~0.0030%に限定した。Mg添加に使用したMg合金はSi-Mg及びNi-Mgである。Mg合金を用いた理由は合金化によりMgの濃度を低くし、Mg酸化物生成時の反応を抑え、添加時の安全性確保とMgの歩留を上げるためにある。

【0020】Mgを0.001~0.005%に限定するのは、Mgも強力な脱酸元素であり、晶出したMg酸化物は溶鋼中で容易に浮上分離されるため0.005%を超えての添加は歩留まらないためその上限を0.005%とした。また、0.001%未満では目的のMg系酸化物の分散密度が不足するため下限を0.001%とした。なお、ここでのMg系酸化物は、主にMgOを表しているが、この酸化物はTi、微量のAlおよび不純物として含まれているCaなどの酸化物と複合化している場合が多いのでこのような表現を用いた。

【0021】不可避不純物として含有するP、Sはその量について特に限定しないが凝固偏析による溶接割れ、韌性の低下を生じるので、極力低減すべきであり、望ましくはP、S量はそれぞれ0.02%未満である。以上の成分に加えて、母材強度の上昇、および母材の韌性向上の目的で、Cr、Cu、Ni、V、の1種または2種以上

を含有することができる。

【0022】Crは焼き入れ性の向上により、母材の強化に有効である。しかし1.0%を超える過剰の添加は、韌性および硬化性の観点から有害となるため、上限を1.0%とした。Cuは母材の強化、耐候性に有効な元素であるが、応力除去焼純による焼き戻し脆性、溶接割れ性、熱間加工割れを促進するため、上限を0.7%とした。

【0023】Niは、母材の強韌性を高める極めて有効な元素であるが2.0%を超える添加は合金コストを増加させ経済的でないので上限を2.0%とした。Vは微量添加により圧延組織を微細化でき、バナジン炭窒化物の析出により強化することから低合金化でき溶接特性を向上できる。しかしながら、Vの過剰な添加は溶接部の硬化や、母材の高降伏点化をもたらすので、含有量の上限をV:0.1%とした。

【0024】成分調整を終了した溶鋼を铸込む際の冷却速度は、Mg系酸化物粒子の個数の増加とその大きさを制御するため、铸込み開始から900℃までの冷却速度を0.5~20℃/sで冷却するのが望ましい。すなわち、過冷却により晶出する複合酸化物の核生成数を増加させると同時に冷却中の粒子成長を抑制し、大きさ3μm以下にした酸化物を铸片に50個/mm<sup>2</sup>以上含有させるために行うものである。この温度間の冷却速度が0.5℃/s未満の緩冷却では複合酸化物は凝集粗大化し、50個/mm<sup>2</sup>未満となり韌性、延性を低下させ、一方、冷却速度の上限は現状の铸造技術での冷却速度の限界である20℃/s以下とする。

【0025】次に、铸片に複合酸化物が50個/mm<sup>2</sup>以上含む必要がある理由について述べる。製品の材質特性は製鋼、铸造工程に支配される先天的因素の铸片の凝固組織、成分偏析、本発明の微細複合酸化物、析出物等と圧延、TMC P、熱処理工程等により支配される後天的因素のミクロ組織により決定される。当然、この先天的因素である铸片の性質は後の工程に継承される。本発明の特徴は、この铸片の先天的因素の1つを制御することにあり、铸片中に高温での $\gamma$ 粒成長の抑制機能を發揮する微細なMg系酸化物を分散晶出させることにある。この粒子の分散個数が50個/mm<sup>2</sup>未満では、1200~1300℃加熱における $\gamma$ 粒径がASTM No.6番以上の細粒をえることはできないため下限を50個/mm<sup>2</sup>とした。

【0026】なお、Mg系酸化物個数はX線マイクロアナライザー(EPMA)で測定し決定したものである。上記の処理を経た铸片は次に1200~1300℃の温度域に再加熱する。この温度域に再加熱温度を限定したのは、熱間加工による形鋼の製造には塑性変形を容易にするため1200℃以上の加熱が必要であり、且つV、Nbなどの元素を十分に固溶させる必要があるため再加熱温度の下限を1200℃とした。その上限は加熱炉の性能、経済性から1300℃とした。

【0027】熱間圧延のバス間で水冷し、圧延中に一回以上、フランジ表面温度を700℃以下に冷却し、その次の圧延バス間の復熱過程で圧延する水冷・圧延工程を1回以上繰り返し行うとしたのは、圧延バス間の水冷により、フランジの表層部と内部とに温度差を付け、軽圧下条件においても内部への加工を浸透させるためと、低温圧延を短時間で効率的に行うためである。フランジ表面温度を700℃以下に冷却した後、復熱過程で圧延するのは、仕上げ圧延後の加速冷却による表面の焼入れ硬化を抑制し軟化させるために行うものである。その理由はフランジ表面温度を700℃以下に冷却すれば一旦 $\gamma/\alpha$ 変態温度を切り、次の圧延までに表層部は復熱昇温し、圧延は $\gamma/\alpha$ の二相共存温度域での加工となり、 $\gamma$ 細粒化と加工された微細 $\alpha$ との混合組織を形成する。これにより表層部の焼き入性を著しく低減でき、加速冷却により生じる表面層の硬化を防止できるからである。

【0028】また、圧延終了後、引続き、0.5~1.0℃/Sの冷却速度で700~400℃まで冷却し放冷するとしたのは、加速冷却によりフェライトの粒成長抑制とベイナイト組織を微細化し高強度・高韌性を得るためである。引き続く加速冷却を700~400℃で停止するのは、700℃を超える温度で加速冷却を停止すると、一部がAr<sub>1</sub>点以上となり $\gamma$ 相を残存し、この $\gamma$ 相が、共存するフェライトを核にフェライト変態し、さらにフェライトが成長し粗粒化するために加速冷却の停止温度を700℃以下とした。また、400℃未満の冷却では、その後の放冷中にベイナイト相のラス間に生成する高炭素マルテンサイトが、冷却中にセメンタイトを析出することにより分解できず、硬化相として存在することになる。これが脆性破壊の起点として作用し、韌性の低下を招くために、この温度範囲に限定した。

#### 【0029】

【実施例】試作形鋼は転炉溶製し、合金を添加後、予備

脱酸処理を行い、溶鋼の酸素濃度を調整後、Ti、B、次いでMg合金を添加し、連続鋳造により250~300mm厚鋳片に鋳造した。鋳片の冷却はモールド下方の二次冷却帶の水量と鋳片の引き抜き速度の選択により制御した。該鋳片を加熱し、粗圧延工程の図示は省略するが、図1に示す、ユニバーサル圧延装置列でH形鋼に圧延した。圧延バス間水冷は中間ユニバーサル圧延機4の前後に水冷装置5aを設け、フランジ外側面のスプレー冷却とリバース圧延の繰り返しにより行い、圧延後の加速冷却は仕上げユニバーサル圧延機6で圧延終了後にその後面に設置した冷却装置5bでフランジ外側面をスプレー冷却した。

【0030】機械特性は図2に示す、フランジ2の板厚 $t_2$ の中心部(1/2 $t_2$ )でフランジ幅全長(B)の1/4, 1/2幅(1/4B, 1/2B)から、採集した試験片を用い求めた。なお、これらの箇所についての特性を求めたのは、フランジ1/4F部はH形鋼の平均的な機械特性を示し、フランジ1/2F部はその特性が最も低下するので、これらの2箇所によりH形鋼の機械試験特性を代表できると判断したためである。

【0031】表1、表3には、本発明鋼及び比較鋼の化学成分値を、表2、表4には、それらの鋼の鋳込み後の冷却速度及び鋳片中のMg系酸化物の分散密度を示す。表5、表6、表7および表8には、圧延加熱時の $\gamma$ 粒度、圧延・加速冷却条件及び製品の機械試験特性値を示す。なお、圧延加熱温度を1300℃に揃えたのは、一般的に加熱温度の低下は $\gamma$ 粒を細粒化し機械試験特性を向上させることは周知であり、高温加熱条件では機械特性の最低値を示すと推定され、この値がそれ以下の加熱温度での機械試験特性を代表できると判断したためである。

#### 【0032】

【表1】

11

12  
(wt. %)

鋼区分			C	Si	Mn	Mo	Nb	N	Al	Ti
本 発 明 鋼	4	1	0.02	0.47	1.78	0.41	0.049	0.004	0.003	0.023
	9	2	0.04	0.26	1.55	0.62	0.018	0.003	0.004	0.014
	0	3	0.10	0.22	0.43	0.96	0.006	0.004	0.003	0.011
	4	4	0.06	0.20	1.48	0.52	0.011	0.002	0.003	0.006
比 較 鋼	5	0.09	0.22	1.65	0.32	0.011	0.004	0.003	0.011	
	6	0.07	0.19	1.46	0.52	0.012	0.004	0.004	0.012	
	7	0.08	0.21	1.41	0.51	0.010	0.006	0.006	0.009	
	8	0.08	0.24	1.43	0.52	0.015	0.003	0.002	0.012	
	9	0.09	0.22	1.42	0.51	0.013	0.004	0.003	0.013	
	10	0.09	0.22	1.39	0.52	0.012	0.004	0.002	0.003	
	11	0.06	0.25	1.55	0.52	0.014	0.004	0.003	0.017	
	12	0.09	0.18	1.43	0.51	0.015	0.003	0.004	0.013	
	13	0.08	0.21	1.45	0.50	0.013	0.003	0.004	0.012	
	14	0.06	0.19	1.49	0.52	0.014	0.004	0.003	0.013	

(wt. %)

鋼区分			B	Mg	S	P	O
本 発 明 鋼	4	1	0.0028	0.001	0.003	0.015	0.005
	9	2	0.0015	0.002	0.003	0.011	0.003
	0	3	0.0014	0.005	0.004	0.012	0.003
	4	4	0.0005	0.003	0.002	0.011	0.002
比 較 鋼	5	0.0012	0.002	0.003	0.011	0.003	
	6	0.0013	0.002	0.004	0.014	0.003	
	7	0.0016	0.001	0.004	0.013	0.001	
	8	0.0012	0.002	0.003	0.012	0.001	
	9	0.0014	0.003	0.004	0.012	0.007	
	10	0.0011	0.001	0.003	0.010	0.003	
	11	0.0002	0.002	0.004	0.011	0.004	
	12	0.0021	trace	0.003	0.010	0.003	
	13	0.0016	0.001	0.003	0.013	0.002	
	14	0.0014	0.003	0.003	0.015	0.003	

【0033】

【表2】

鋼区分			Ti添加前 [ ] 濃度, %	Mg系酸化物 個数( $\text{mm}^{-2}$ )	鷺込み～900 °C間 の冷却速度( °C/s)
本 発 明 鋼	4	1	0.013	219	19.5
	9	2	0.006	84	4.3
	0	3	0.006	76	3.7
	4	4	0.003	52	0.6
比 較 鋼	5	0.005	68	4.0	
	6	0.006	73	4.1	
	7	0.006	33	3.8	
	8	0.003	41	3.4	
	9	0.016	131	2.7	
	10	0.005	69	3.7	
	11	0.006	75	3.9	
	12	0.005	0	4.2	
	13	0.004	35	0.4	
	14	0.005	82	3.9	

【0034】

【表3】

13

14  
(wt. %)

鋼区分			C	Si	Mn	Mo	Nb	N	Al	Ti	B
本 発 明 鋼	5	A1	0.05	0.21	1.15	0.51	0.015	0.004	0.004	0.014	0.0015
	2	A2	0.06	0.20	1.42	0.63	0.016	0.003	0.003	0.015	0.0016
	0	A3	0.06	0.21	1.41	0.51	0.015	0.003	0.003	0.015	0.0013
比 較 鋼	5	A4	0.05	0.24	1.46	0.52	0.002	0.004	0.003	0.016	0.0014
	2	A5	0.06	0.23	1.30	0.52	0.016	0.004	0.003	0.017	0.0001

(wt. %)

鋼区分			Mg	Cr	Cu	Ni	V	S	P	O
本 発 明 鋼	5	A1	0.002	0.6	-	0.3	-	0.004	0.012	0.003
	2	A2	0.002	-	0.7	0.3	-	0.004	0.012	0.003
	0	A3	0.003	-	-	1.5	0.05	0.003	0.011	0.003
比 較 鋼	5	A4	0.001	0.3	0.3	0.3	-	0.004	0.013	0.003
	2	A5	0.003	0.3	0.3	0.3	0.06	0.004	0.012	0.003

【0035】

【表4】

鋼区分			Mg合金添加前 [O] 濃度, %	Mg系酸化物 個数( $\text{mm}^{-2}$ )	鍛込み～900 °C間 の冷却速度( °C/s)
本 発 明 鋼	5	A1	0.006	87	4.0
	2	A2	0.005	79	3.9
	0	A3	0.005	81	4.1
比 較 鋼	5	A4	0.005	88	4.2
	2	A5	0.005	76	3.7

【0036】

【表5】

鋼区分			H形鋼サイズ	1300°C 加熱後の γ粒度 (ASTM No.)	圧延中 水冷, 700°C 以下の 回数	フランジ部 部 位	水冷 停止 温度 °C	冷却 速度 °C/s
本 発 明 鋼	4 9 0 鋼	1	H400x200x 6/12	7.2	5	1/4F 1/2F	420 -	9.7 7.6
		2	H400x400x 40/40	6.5	1	1/4F 1/2F	685 -	0.8 0.6
		3	H400x400x 40/40	6.3	4	1/4F 1/2F	560 -	4.8 3.9
		4	H400x400x 40/40	6.1	4	1/4F 1/2F	570 -	4.6 3.7
比 較 鋼	4 9 0 鋼	5	H400x400x 40/40	6.1	4	1/4F 1/2F	600 -	4.6 3.7
		6	H400x400x 40/40	6.3	4	1/4F 1/2F	580 -	4.8 3.7
		7	H400x400x 40/40	3.6	4	1/4F 1/2F	570 -	4.3 3.6
		8	H400x400x 40/40	3.8	4	1/4F 1/2F	555 -	5.2 4.0
		9	H400x400x 40/40	6.6	4	1/4F 1/2F	570 -	4.4 3.8
		10	H400x400x 40/40	6.2	4	1/4F 1/2F	560 -	4.7 3.6
		11	H400x400x 40/40	6.3	4	1/4F 1/2F	580 -	4.3 3.4
		12	H400x400x 40/40	2.7	4	1/4F 1/2F	575 -	4.5 3.9
		13	H400x400x 40/40	3.4	4	1/4F 1/2F	565 -	4.9 3.8
		14	H400x400x 40/40	6.4	0	1/4F 1/2F	715 -	0.6 0.4

【0037】

【表6】

(表5のつづき)

鋼区分			引張試験特性					シャルピー試験特性 衝撃値 vE <sub>-10</sub> (J) (平均値)
			常温強度 (N/mm <sup>2</sup> )		700 °Cでの強度 (N/mm <sup>2</sup> )			
YP	TS	YP/TS	YP	TS				
本 発 明 鋼 4 9 0	4 9 0 鋼	1	438 430	609 605	0.72 0.71	241 236	345 334	288 272
		2	424 431	599 590	0.71 0.73	232 234	329 330	296 276
		3	433 439	611 608	0.71 0.72	245 247	340 344	255 226
		4	419 411	599 603	0.70 0.68	223 222	321 319	273 268
		5	432 441	596 602	0.72 0.73	186 189	284 278	264 241
		6	410 420	581 572	0.70 0.73	201 196	286 283	228 210
		7	413 408	587 562	0.70 0.73	212 209	301 299	28 22
		8	410 418	571 585	0.72 0.71	231 229	340 333	31 26
		9	428 412	588 593	0.73 0.69	231 234	322 327	23 18
		10	409 413	593 601	0.69 0.69	201 203	297 295	211 191
比 較 鋼 4 9 0	4 9 0 鋼	11	432 435	601 599	0.71 0.73	210 211	309 312	246 225
		12	436 441	589 602	0.74 0.73	227 225	321 316	31 29
		13	430 421	597 602	0.72 0.70	228 231	319 322	38 31
		14	361 348	531 539	0.66 0.65	197 185	286 273	264 239

【0038】

【表7】

鋼区分			H形鋼サイズ	1300°C 加熱後の γ粒度 (ASTM No.)	圧延中 水冷, 700 °C 以下の 回数	フランジ部 部位	水冷 停止温度 °C	冷却 速度 °C/s
本 発 明 鋼 5 2 0	5 2 0 鋼	A 1	H400x400x 40/40	6.8	4	1/4F 1/2P	555 -	4.9 4.0
		A 2	H400x400x 40/40	6.7	4	1/4F 1/2P	560 -	4.7 3.9
		A 3	H400x400x 40/40	7.0	4	1/4F 1/2P	550 -	5.1 4.4
比 較 鋼 5 2 0	5 2 0 鋼	A 4	H400x400x 40/40	6.2	4	1/4F 1/2P	570 -	5.0 4.1
		A 5	H400x400x 40/40	6.3	4	1/4F 1/2P	560 -	4.8 3.9

【0039】

【表8】

(表7のつづき)

鋼区分			引張試験特性						シャルピー試験 特性 衝撃値 vE <sub>-10</sub> (J) (平均値)	
			常温強度 (N/mm <sup>2</sup> )			700 °Cでの強度 (N/mm <sup>2</sup> )				
			YP	TS	YP/TS	YP	TS			
本 發 明 鋼	5 2 0	A 1	456	637	0.70	255	332	224		
			453	624	0.70	249	325	215		
			474	638	0.75	274	350	232		
	5 2 0	A 2	468	624	0.75	263	346	213		
			464	621	0.75	258	332	277		
			471	634	0.74	263	336	261		
比 較 鋼	5 2 0	A 4	437	638	0.68	230	312	244		
			425	624	0.68	227	319	216		
	5 2 0	A 5	443	607	0.73	224	301	230		
			449	598	0.75	218	290	225		

【0040】表5、6、7および8に示すように、本発明によるH形鋼1～4、A1～A3は目標の常温の降伏点範囲がJIS規格の下限値+120N/mm<sup>2</sup>以内のSM490ではYP=325～445N/mm<sup>2</sup>、SM520ではYP=355～475N/mm<sup>2</sup>、に制御され、しかも、降伏比(YP/TS)も0.8以下の低YR値を満たし、抗張力(前記JISG3106)及び700°Cでの降伏強度がSM490では220N/mm<sup>2</sup>以上、SM520では240N/mm<sup>2</sup>以上を満たしている。-10°Cでのシャルピー衝撃値も47(J)以上を十分に満たしている。一方、比較鋼のH形鋼5では、Mo含有量が、H形鋼6では、Nb含有量が下限値以下であり、700°Cでの高温強度の目標値を満たさない。H形鋼7はA1、Nb含有量が本発明の上限を超るために組織の微細化ができず高温強度及び-10°Cでのシャルピー衝撃値が目標値以下となる。比較鋼のH形鋼8では、Ti添加前の溶鋼の酸素濃度が本発明の下限値以下となっているためにMg系酸化物の個数が不足し、それに反し、比較鋼のH形鋼9では、この酸素濃度の上限値を超えていたために3μm以上の大きさの粗大な酸化物が形成されるために、何れもシャルピー衝撃値が開発目標の-10°Cで47J以上を達成できない。比較鋼のH形鋼10では、Ti含有量が本発明の下限値未満となるためにTi-Nの析出量が不足し、固溶Nを固定できず、BはこのNと化合しBNを生成し、焼入性を低下させるため目標の高温強度を確保できない。同様にH形鋼11では、B量が本発明の下限値以下となるため焼入性の低下をきたし目標の高温強度を確保できない。H形鋼12では、凝固時の冷却速度が遅く本発明の下限値を下回るために、Mg系酸化物は凝集粗大化するため-10°Cでの目標のシャルピー衝撃値を達成できない。H形鋼13には、Mgが添加されておらず、またH形鋼14ではMgは添加されているが圧延中の水冷がなされいず、いずれのH形鋼も十分な組織微細化がなされず、-10°Cでの目標のシャルピー衝撃値を達成できない。

【0041】さらに高強度の比較鋼のH形鋼A4はNbが、H形鋼A5はBが不足し、目標の高温強度を確保できない。即ち、本発明の製造法の要件が総て満たされた時に、表5、6、7および8に示されるH形鋼1～4、A1～A3のように、圧延形鋼の機械試験特性の最も保証しにくいフランジ板厚1/2、幅1/2部においても十分な常温・高温強度、低温韌性を有する、耐火性及び韌性の優れた圧延形鋼の生産が可能になる。なお、本発明が対象とする圧延形鋼は上記実施例のH形鋼に限らずI形鋼、山形鋼、溝形鋼、不等辺不等厚山形鋼等のフランジを有する形鋼にも適用できることは勿論である。

## 【0042】

【発明の効果】本発明による圧延形鋼は機械試験特性の最も保証しにくいフランジ板厚1/2、幅1/2部においても十分な強度、韌性を有し、高温特性に優れ、耐火材の被覆厚さが従来の20～50%で耐火目的を達成できる、優れた耐火性及び韌性を持つ形鋼が圧延まで製造可能になり、施工コスト低減、工期の短縮による大幅なコスト削減が図られ、大型建造物の信頼性向上、安全性の確保、経済性等の産業上の効果は極めて顕著なものがある。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】本発明法を実施する装置配置例の略図である。

【図2】H形鋼の断面形状および機械試験片の採取位置を示す図である。

## 【符号の説明】

1…H形鋼

2…フランジ

3…ウェブ

4…中間圧延機

5a…中間圧延機前後面の水冷装置

5b…仕上げ圧延機後面冷却装置

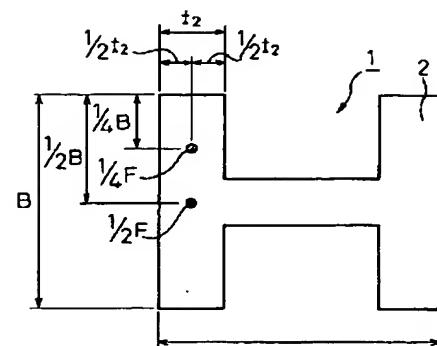
6…仕上げ圧延機

【図1】



4 … 中間圧延機  
5 a … 中間圧延機前面の水冷装置  
5 b … 仕上げ圧延機後面水冷装置  
6 … 仕上げ圧延機

【図2】



1 … H形鋼  
2 … フランジ